

PUB-N0: JP02002317241A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2002317241 A

TITLE: 600 MPa-CLASS STEEL HAVING EXCELLENT WELDING OPERABILITY AND WELDED JOINT TOUGHNESS

PUBN-DATE: October 31, 2002

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
MINAGAWA, MASANORI	
SHIRAHATA, HIROYUKI	
HATA, TOMOHIKO	
CHIBA, YUKIHIRO	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NIPPON STEEL CORP	

APPL-N0: JP2001118357

APPL-DATE: April 17, 2001

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/14; C22C 38/58

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide 600 MPa-class steel which has excellent HAZ (Heat Affected Zone) toughness, further has hardness in the HAZ, and satisfies TS (Tensile Strength) ≥ 590 MPa even in welding of superhigh heat input.

SOLUTION: The 600 MPa-class steel having excellent welding operability contains grains having prescribed components, also satisfying the condition that P_{cm} is ≤ 0.21 , and having a grain size of 0.005 to 2.0 μm , particularly, 0.1 to 2.0 μm , and having a composition at least containing Ca, Al and O, and in which, as the elements other than O, by weight, $\geq 5\%$ Ca and $\geq 5\%$ Al are contained, and the balance inevitable impurities are contained by the grain number of 100 to 3,000 pieces/mm². The hardness (Hv) of the heat affected zone is $\geq 80\%$ of that of the base material.

COPYRIGHT: (C)2002,JP0

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2002-317241
(P2002-317241A)

(43) 公開日 平成14年10月31日 (2002. 10. 31)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B
38/14		38/14	
38/58		38/58	

審査請求 有 請求項の数 7 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2001-118357(P2001-118357)

(22) 出願日 平成13年4月17日 (2001. 4. 17)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 皆川 昌紀

大分市大字西ノ州 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72) 発明者 白幡 浩幸

大分市大字西ノ州 1 番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(74) 代理人 100105441

弁理士 田中 久喬 (外 1 名)

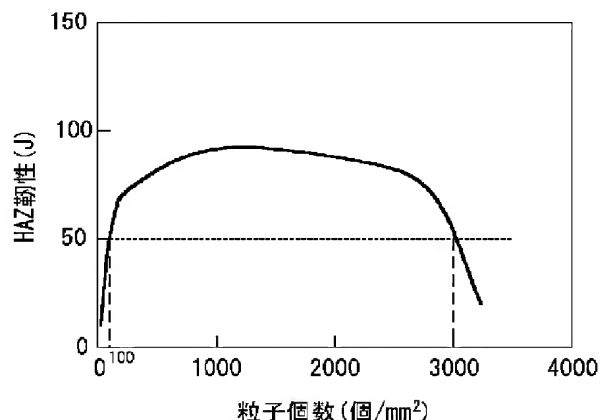
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接施工性および溶接継手靱性に優れた600MP a 級鋼

(57) 【要約】

【課題】 超大入熱の溶接時においても、優れたHAZ靱性を有すると共にHAZ部の硬さが高く、TS \geq 590MP aを満足する溶接施工性に優れた600MP a級鋼を提供する。

【解決手段】 所定の成分で、且つ、 P_{cm} が0.21以下の条件を満たし、含有粒子径が0.005 \sim 2.0 μ m、特に0.1 \sim 2.0 μ m、組成として少なくともC a、A l、Oを含み、Oを除いた元素が重量比で、C a:5%以上、A l:5%以上を含有し、残部がその他不可避不純物からなる粒子が、粒子数100 \sim 3000個/ mm^2 含有し、溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)を有する溶接施工性に優れた600MP a級鋼。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.05～0.15%、Si：0.1～0.5%、Mn：1.0～2.0%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.005～0.04%、Ti：0.005～0.03%、Nb：0.01～0.06%、V：0.02～0.06%、Ca：0.0005～0.003%を、 $P_{cm} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + B * 5 \leq 0.21$

の条件で含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる鋼で、かつ、この鋼中に円相当径で0.005～2.0μmの酸化物粒子を単位面積当たりの個数密度で100～3000個/mm²含有し、その酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Oを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca：5%以上、Al：5%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、かつ溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)を有することを特徴とする溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項2】 前記酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca：5%以上、Al：5%以上、S：1%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、残部がその他不可避不純物からなることを特徴とする請求項1記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項3】 質量%で、C：0.05～0.15%、Si：0.1～0.5%、Mn：1.0～2.0%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.005～0.04%、Ti：0.005～0.03%、Nb：0.01～0.06%、V：0.02～0.06%、Ca：0.0005～0.003%、Mg：0.002%以下を、 $P_{cm} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + B * 5 \leq 0.21$

の条件で含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる鋼で、かつ、この鋼中に円相当径で0.005～2.0μmの酸化物粒子を単位面積当たりの個数密度で100～3000個/mm²含有し、その酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Mg、Oを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca：5%以上、Al：5%以上、Mg：1%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、かつ溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)を有することを特徴とする溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項4】 前記酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Mg、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca：5%以上、Al：5%以上、Mg：1%以上、S：1%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合

計が50%以上で、残部がその他不可避不純物からなることを特徴とする請求項3記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項5】 質量%で、Cu：1.0%以下、Ni：1.5%以下、Cr：0.6%以下、Mo：0.6%以下の内1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1～請求項4のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項6】 質量%で、B：0.0005～0.003%を含有することを特徴とする請求項1～請求項5のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【請求項7】 前記酸化物粒子が円相当径で0.1～2.0μmであることを特徴とする請求項1～請求項6のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、橋梁や中高層ビルなどの大型建築構造物に使用するに適した大入熱溶接継手靱性に優れ、かつ溶接熱影響部の硬さ(Hv)が高く、YS≧590MPaの強度を有する溶接施工性に優れた600MPa級鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、橋梁、中高層ビルなどの大型建築構造物に使用される溶接用鋼材の材質特性に対する要望は厳しさを増している。さらにそのような構造物を建造する際、溶接の効率化を促進するため、フラックスー銅バックリング溶接法、エレクトロガス溶接法、エレクトロスラグ溶接法などに代表されるような大入熱溶接法の適用が希望されており、鋼材自身の靱性と同様に、HAZの靱性への要求も厳しさを増している。ところが、継手靱性を鋼成分で改善しようとすると、溶接熱影響部(HAZ部)の強度が低下するので、靱性と強度との両者を満足できる鋼の開発が要求されている。

【0003】大入熱溶接時の鋼材のHAZ靱性に注目した提案は従来から数多くある。

【0004】例えば、特公昭55-26164号公報等には開示されるように、微細なTi窒化物を鋼中に確保することによって、HAZのオーステナイト粒を小さくし、靱性を向上させる方法がある。また、特開平3-264614号公報ではTi窒化物とMnSとの複合析出物をフェライトの変態核として活用し、HAZの靱性を向上させる方法が提案されている。

【0005】しかしながら、Ti窒化物は、HAZのうち最高到達温度が1400℃を超える溶接金属との境界(溶接ボンド部と称する)近傍ではほとんど固溶してしまうので靱性向上効果が低下してしまうという問題があり、近年の厳しい鋼材特性への要求を達成することが困難である。

【0006】この溶接ボンド部近傍の靱性を改善する方法として、Ti酸化物を含有した鋼が厚板、形鋼などの様々な分野で使用されている。例えば厚板分野では特開昭61-79745号公報や特開昭62-103344号公報に例示されているように、Ti酸化物を含有した鋼が大入熱溶接部靱性向上に非常に有効であり、高張力鋼への適用が有望である。この原理は、鋼の融点においても安定なTi酸化物をサイトとして、溶接後の温度低下途中にTi窒化物、MnS等が析出し、さらにそれらをサイトとして微細フェライトが生成し、その結果靱性に有害な粗大フェライトの生成が抑制され、靱性の劣化が防止できるというものである。しかしながら、このようなTi酸化物は鋼中へ分散される個数をあまり多くすることができない。その原因はTi酸化物の粗大化や凝集体であり、Ti酸化物の個数を増加させようとすれば5μm以上の粗大なTi酸化物、いわゆる介在物が増加してしまう。この5μm以上の介在物は構造物の破壊の起点となって有害であり、靱性の低下を引き起こす。したがって、さらなるHAZ靱性の向上を達成するためには、粗大化や凝集体が起こりにくく、Ti酸化物よりも微細に分散する酸化物を活用する必要がある。

【0007】また、このようなTi酸化物の鋼中への分散方法としては、Al等の強脱酸元素を実質的に含まない溶鋼中へのTi添加によるものが多い。しかしながら、単に溶鋼中にTiを添加するだけでは鋼中のTi酸化物の個数、分散度を制御することは困難であり、さらには、TiN、MnS等の析出物の個数、分散度を制御することも困難である。その結果、Ti脱酸のみによってTi酸化物を分散させた鋼においては、例えば、Ti酸化物の個数が充分でなかったり、厚板の板厚方向の靱性変動を生じる等の問題点が認められる。

【0008】さらに、上記特開昭61-79745号公報などの方法では、Ti酸化物を生成しやすくするため*

$$P_{cm} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + B * 5 \leq 0.21 \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

【0013】そして、鋼成分の P_{cm} を0.21以下とすれば、溶接性良好となるのは既知である。溶接性を良くするために P_{cm} を低くするには、(1)式中の鋼成分のCやNiを少なくすれば良いが、これらの成分を少なくすればHAZ部の強度(TS)が低下してしまう。そこで、 P_{cm} に関係がない元素であるNbを多量添加してHAZ部の硬さを向上させることが考えられるが、Nbを多量添加すると超大入熱溶接継手靱性が低下することとなる。つまり、HAZ部の靱性と強度とは相反する性質であり、鋼成分を調整することだけでは、両者を両立させることが困難である。

【0014】本発明者は、HAZ強度($TS \geq 590 MPa$)をNb、V添加で確保したままで、HAZ靱性の低下を防止することについて研究し、鋼中に酸化物を分散させることによりHAZ部靱性を改善できることを知※50

*に、Al量の上限を、0.007%という非常に少ない量で制限している。鋼材中のAl量が少ない場合、AlN析出物量の不足などの原因により、母材の靱性が低下する場合がある。また、通常使用されている溶接材料を用いてAl量の少ない鋼板を溶接した場合、溶接金属の靱性が低下する場合がある。

【0009】このような課題に対して、特開平6-293937号公報、特開平6-293937号公報においてTi添加直後のAlを添加することで、生成するTi-Al複合酸化物を活用する技術が提案されている。この技術により、大入熱溶接HAZ靱性を大幅に向上させることが可能である。

【0010】以上述べたように、大入熱溶接時のHAZ靱性を改善する技術は種々提案されているが、直近、建設業界等においては、600MPa級鋼材を用いて大型の橋梁用構造材を溶接することが求められていて、100kJ/cm以上、大きいものでは1000kJ/cmものさらなる溶接入熱の増加が進められており、600MPa級鋼において、HAZ靱性を改善すると共にHAZ靱性と相反する性質であるHAZの強度をも低下させずに $TS \geq 590 MPa$ とすることができる溶接施工性に優れた600MPa級鋼はいまだ提案されていないのが現状である。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、前記のような超大入熱以上の超大入熱の溶接時においても、優れたHAZ靱性を有すると共に、HAZ部の硬さが高く、 $TS \geq 590 MPa$ を満足する溶接施工性および溶接継手靱性に優れた600MPa級鋼を提供することを課題とするものである。

【0012】

【課題を解決するための手段】溶接性の指標として下記(1)式に示す鋼成分の P_{cm} が知られている。

※見した。

【0015】さらに、鋼材がHAZ部で破断しないようにするためには、HAZ部の硬さ(Hv)が母材の硬さの80%以上(160~180Hv)必要であることを知見した。このためには、Nb、Vの多量添加が必要となるが、Nb、V添加による超大入熱溶接継手靱性の低下は、鋼中に酸化物を分散させることにより防止し得ることを知見した。

【0016】本発明は、上記知見に基づいて完成したもので、その発明の要旨は以下の通りである。

【0017】(1) 質量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.1~0.5%、Mn:1.0~2.0%、P:0.02%以下、S:0.02%以下、Al:0.005~0.04%、Ti:0.005~0.03%、Nb:0.01~0.06%、V:0.02~0.

0.6%, Ca: 0.0005~0.003%を、
 $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B \times 5 \leq 0.21$

の条件で含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる鋼で、かつ、この鋼中に円相当径で0.005~2.0μmの酸化物粒子を単位面積当たりの個数密度で100~3000個/mm²含有し、その酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Oを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca: 5%以上、Al: 5%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、かつ溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)を有することを特徴とする溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0018】(2) 前記酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca: 5%以上、Al: 5%以上、S: 1%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、残部がその他不可避不純物からなることを特徴とする上記(1)項記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0019】(3) 質量%で、C: 0.05~0.15%, Si: 0.1~0.5%, Mn: 1.0~2.0%, P: 0.02%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.005~0.04%, Ti: 0.005~0.03%, Nb: 0.01~0.06%, V: 0.02~0.06%, Ca: 0.0005~0.003%, Mg: 0.002%以下を、
 $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B \times 5 \leq 0.21$

の条件で含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなる鋼で、かつ、この鋼中に円相当径で0.005~2.0μmの酸化物粒子を単位面積当たりの個数密度で100~3000個/mm²含有し、その酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Mg、Oを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca: 5%以上、Al: 5%以上、Mg: 1%以上をそれぞれ含有し、CaとAlとの合計が50%以上で、かつ溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)を有することを特徴とする溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0020】(4) 前記酸化物粒子の組成が少なくともCa、Al、Mg、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比で、Ca: 5%以上、Al: 5%以上、Mg: 1%以上、S: 1%以上を含有し、残部がその他不可避不純物からなることを特徴とする上記(3)項記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0021】(5) 質量%で、Cu: 1.0%以下、Ni: 1.5%以下、Cr: 0.6%以下、Mo: 0.6%以下の内1種又は2種以上を含有することを特徴と

する上記(1)~(4)項のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0022】(6) 質量%で、B: 0.0005~0.003%を含有することを特徴とする上記(1)~(5)項のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0023】(7) 前記酸化物粒子が円相当径で0.1~2.0μmであることを特徴とする上記(1)~(6)項のいずれかに記載の溶接施工性に優れた600MPa級鋼。

【0024】

【発明の実施の形態】以下、本発明について詳細に説明する。本発明者らは、HAZの硬さ(Hv)が母材の80%以上であって、強度がTS≧590MPaの600MPa級鋼とするため、鋼成分としてNb、Vを含有させた。ところが、Nb、Vを含有させたことにより、HAZ靱性が低下した。そこで、本発明者らはHAZ靱性を向上させる金属組織要因として、1400℃以上に加熱されるHAZ領域の再加熱オーステナイト細粒化を、酸化物に利用して達成することを検討した。

【0025】再加熱オーステナイト粒を細粒化するためには高温でのオーステナイト粒成長を抑制することが必要である。その手段として最も有効な方法は、分散粒子によりオーステナイトの粒界をピンニングし、粒界の移動を止める方法が考えられる。そのような作用をする分散粒子の一つとしては、従来、Ti窒化物と酸化物が有効であると考えられていた。しかしながらTi窒化物は1400℃以上の高温では固溶する割合が大きくなるため、ピンニング効果が小さくなることは先に述べた。これに対し、高温で安定な酸化物をピンニング粒子として活用することが必要である。

【0026】また、分散粒子による結晶粒界のピンニング効果は、分散粒子の体積率が大きいほど、一つの粒子径が大きいほど大きい。ただし、分散粒子の体積率は鋼中に含まれる粒子を構成する元素の濃度によって上限があるので、体積率を一定と仮定した場合には、粒子径はある程度小さい方がピンニングには有効である。このような観点から、本発明者らは酸化物の体積分率を大きく、かつ適正な粒子径となるよう、種々の検討を行った。

【0027】酸化物の体積分率を大きくする手段の一つとして、酸素量を増大させることがあるが、酸素量の増大は材質に有害な粗大酸化物をも多数生成する原因となるため、有効な手段ではない。そこで本発明者らは、酸素を最大限に利用するため、酸素との溶解度積が小さい元素を活用することを検討した。酸素との溶解度積が小さい、すなわち強脱酸元素として、一般的にはAlが用いられる。しかしながら、Alだけでは酸素を充分利用するには不十分で、さらにAlよりも強い脱酸元素が必要で、鉄鋼の脱酸工程で汎用的に使用されるCaを活用

することが重要である。Caは酸素との溶解度積が小さいため、同量の酸素に対してAlよりも一層多量の酸化物を生成することができる。脱酸元素としてCaを用いた実験を行った結果、鋼中に生成する酸化物粒子の組成として、Caが5%以上、Alが5%以上含まれることで、酸化物の体積分率すなわち酸化物量を大きくすることが可能となることを知見した。この結果を基に、鋼中に含まれる酸化物粒子の組成を、少なくともCa、Al、Oを含み、Oを除いた元素が質量比でCaを5%以上、Alを5%以上とした。

【0028】また、Caと同時にMgを使用することも酸化物を多数生成させることに有効である。MgはCaほどの効果はないものの、Alより強い脱酸元素であり、酸素との溶解度積が小さい。したがって、MgをCaと複合して脱酸に使用することで酸化物個数を一層増加させることが可能となる。発明者らは脱酸元素としてCaを用いた実験を行った結果、鋼中に生成する酸化物粒子の組成として、Caが5%以上、Alが5%以上、Mgが1%以上含まれることで、酸化物の体積分率すなわち酸化物量を一層大きくすることが可能となることを知見した。この結果を基に、鋼中に含まれる酸化物粒子の組成を、少なくともCa、Al、Mg、Oを含み、Oを除いた元素が質量比でCaを5%以上、Alを5%以上、Mgを1%以上とした。

【0029】さらには、本発明者らは、酸化物の周囲にCaSおよびMgSといった硫化物が析出することで、酸化物と硫化物とを併せてより一層の体積分率の増加が可能となることを見出したのである。この結果をもとに、鋼中に含まれる粒子の組成を、少なくともCa、Al、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比でCaを5%以上、Alを5%以上、Sを1%以上、もしくは、少なくともCa、Al、Mg、O、Sを含み、Oを除いた元素が質量比でCaを5%以上、Alを5%以上、Mgを1%以上、Sを1%以上とした。

【0030】次に、ピンニングに有効な酸化物粒子の大きさについて述べる。

【0031】分散粒子による結晶粒界のピンニング効果は、分散粒子の体積率が大きいほど、一個の粒子径が大きいほど大きい。粒子の体積率が一定のとき、一個の酸化物粒子の大きさが小さい方が粒子数が多くなりピンニング効果が大きくなるが、あまり小さくなると粒界に存在する粒子の割合が小さくなるため、その効果は低減すると考えた。粒子の大きさを種々変化させた試験片を用いて、高温に加熱したときのオーステナイト粒界を詳細に調査した結果、ピンニングには粒子の大きさとして、0.005~2.0 μ mのものが効果が大きいことをつきとめた。さらに、オーステナイト粒界の移動を止めるピンニング力は分散粒子のサイズが大きいほど強いことが判明し、粒子径0.005~2.0 μ mの中でも0.1~2.0 μ mの粒子の大きさが特に有効であるこ

とを知見するに至った。0.1 μ mより小さくなるとピンニング効果は徐々に減少し、0.005 μ mより小さくなるとほとんどピンニング効果を発揮しない。また、2.0 μ mより大きい酸化物粒子はピンニング効果はあるものの、脆性破壊の起点となることがあるため鋼材の特性上不適である。この結果より、必要な粒子径を0.005~2.0 μ m、その中でも特に0.1~2.0 μ mとした。

【0032】次に、HAZ靱性に必要なピンニング粒子の個数について検討した。

【0033】酸化物粒子個数が多いほど組織単位は微細になり、粒子個数が多いほどHAZ靱性が向上するが、鋼材に要求されるHAZ靱性は、その用途、使用される溶接方法などによって複雑に異なる。特に要求特性が厳しいと考えられる高強度の造船用鋼で大入熱溶接施工される場合に要求されるHAZ靱性、例えば、試験温度-40℃において吸収エネルギー50J以上を満足するためには、図1に示すように、円相当径が0.005~2.0 μ mの酸化物粒子数が100個/mm²以上必要であることを知見した。ただし、粒子数が多くなるほど、その靱性向上効果は小さくなり、必要以上に粒子個数を多くすることは靱性に有害な粗大な粒子が生成する可能性が高くなることを考えると、粒子数の上限は3000個/mm²が適切である。

【0034】この酸化物粒子の大きさおよび個数の測定は、例えば以下の要領で行う。母材となる鋼板から抽出レプリカを作製し、それを電子顕微鏡にて10000倍で20視野以上、観察面積にして1000 μ m²以上を観察することで該酸化物の大きさおよび個数を測定する。大きさの測定は、例えば粒子を撮影した写真をもとに、その円相当径を求める。このとき鋼板の表層部から中心部までの部位から採取した抽出レプリカでもよい。また、粒子が適正に観察可能であれば、観察倍率を低くしてもかまわない。

【0035】鋼材を製造するプロセスとして、通常圧延まま、制御圧延、さらにこれと制御冷却と焼戻しの組合せ、および焼入れ・焼戻しの組合せなどであっても酸化物の効果は影響を受けない。

【0036】また、Nb、Vを含有する鋼において、酸化物粒子を分散させたことによりHAZ靱性が向上することを、図2に基づいて説明する。

【0037】図2は、P_{HAZ}とHAZ靱性との関係を示す図で、点線は0.1~2.0 μ mの酸化物粒子を約50個/mm²含有する比較鋼、そして実線は0.1~2.0 μ mの酸化物粒子を約500個/mm²含有する本発明鋼を示している。

【0038】図2に示すように、Nb、Vの添加量の増加に応じてHAZ靱性は低下するが、例えば試験温度-40℃において吸収エネルギー50J以上を満足するHAZ靱性は、P_{HAZ}の80~140の範囲において本発

明鋼で達成されていても比較鋼では達成できない。つまり、酸化物粒子を分散させることによりHAZ靱性が大幅に向上することが分かる。

【0039】次に、HAZ部の硬さについて説明する。

【0040】図3は、600MPa級鋼材のHAZ部の硬度(Hv)と強度(TS)との関係を示す図である。600MPa級鋼材を入熱100kJ/cmで溶接して試験片を作成し、引張試験を行い、HAZ部の硬さ(Hv)と強度(TS)との関係を求めた。

【0041】図3に示すように、HAZ部の硬さが160HvのときにTSが590MPaとなった。硬さが160Hv未満ではTSが590MPa未満となり、本発明で目的とするTS \geq 590MPaが得られず、HAZ部で破断が生じた。

【0042】したがって、HAZ部で破断しないようにするためには、母材の硬さ(200Hv)の80%以上の硬さとすることが必要であることが分かった。このため、本発明では溶接熱影響部の硬さが母材の80%以上の硬さ(Hv)と規定した。

【0043】さらに、本発明の基本成分範囲について述べる。

【0044】Cは鋼の強度を向上させる有効な成分であり、下限を0.05%とし、また過剰の添加は、鋼材の溶接性やHAZ靱性を著しく低下させるので、上限を0.15%とした。

【0045】Siは母材の強度確保、脱酸などに必要な成分0.1%以上必要であるが、HAZの硬化により靱性が低下するのを防止するため上限を0.5%とした。

【0046】Mnは母材の強度、靱性の確保に有効な成分として1.0%以上の添加が必要であるが、溶接部の靱性、割れ性などの許容できる範囲で上限を2.0%とした。

【0047】Pは含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、0.02%を上限とした。

【0048】Sは含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、0.02%を上限とした。

【0049】Alは重要な脱酸元素であり、下限値を0.005%とした。また、Alが多量に存在すると、40 鋼片の表面品位が劣化するため、上限を0.04%とした。

【0050】TiはNと結合してTi窒化物を形成させるために0.005%以上添加する。しかし、固溶Ti量が増加するとHAZ靱性が低下するため、0.03%を上限とした。

【0051】Nbは焼入れ性を向上させることにより鋼の硬さおよび強度を向上させるために有効な元素であり、TS \geq 590MPaを達成させるためには0.01%以上必要であるが、HAZ部においては過剰な添加は 50

靱性を著しく低下させるため0.06%を上限とした。

【0052】VはNbと同様に鋼の硬さおよび強度を向上させるために有効な元素であり0.02%以上添加する。しかし、VもHAZ部の靱性を低下させるので、0.06%を上限とした。

【0053】そして、Nb単独の添加よりもNbとVとの両者を複合添加することによりHAZ部の靱性の低下は防止できるので、NbとVとの両者を添加することとした。

【0054】CaはCa系酸化物を生成させるために0.0005%以上の添加が必要である。しかしながら、過剰の添加は粗大介在物を生成させるため、0.003%を上限とした。

【0055】MgはCaと複合して脱酸に使用することで酸化物個数を増加させる元素である。しかしながら、過剰の添加は粗大介在物を生成させるため、Mgは0.002%以下としたが、好ましくは、0.0001~0.002%である。

【0056】Cuは鋼材の強度を向上させるために有効であるが、1.0%を超えるとHAZ靱性を低下させると共にP_{cm}を増加させることから、1.0%を上限とした。好ましくは、0.1~1.0%である。

【0057】Niは鋼材の強度および靱性を向上させるために有効であるが、Ni量の増加はP_{cm}を増加させると共に製造コストを上昇させるので、1.0%を上限とした。好ましくは、0.1~1.0%である。

【0058】Cr、Moは鋼の強度および靱性を向上させる効果を有するがHAZ部においては過剰な添加は靱性を著しく低下させるため、それぞれ0.6%、0.6%を上限とした。

【0059】Bは鋼の焼入れ性を改善すると共に、強度を向上させる元素であるが、0.0005%未満では十分な効果が得られず、一方、0.003%を超えると靱性を低下させるので、Bは0.0005~0.003%とした。

【0060】

【実施例】表1に示した化学成分で、590MPa級鋼を試作した。1~7が本発明鋼、8~19が比較鋼である。試作鋼は転炉溶製し、RHにて真空脱ガス処理時に脱酸を行っている。連続製造により280mm厚鋼片に製造した後、加熱圧延水冷を経て、板厚50mmの鋼板として製造した。得られた鋼板を汎用の溶接材料を用いて1パスのエレクトロスラグ溶接した。入熱は約900kJ/cmである。

【0061】表2には、酸化物の組成、粒子数、ならびに鋼板の硬さ、HAZ部の硬さ、HAZ靱性を示す。靱性評価のためのシャルピー値は、フュージョンライン部位で試験温度0℃にて6本の試験を行い、その平均値である。

【0062】表2から明らかなように、1~7の本発明

鋼は比較鋼と比べて吸収エネルギーが50J以上の優れたHAZ靱性、ならびにHAZ部の硬さ／母材の硬さが80%以上と十分な継手強度を有すると共に、優れた溶接施工性を有することが判る。すなわち、粒子径が0.005～2 μ mで、本発明の範囲の化学組成を有する酸化物の粒子数が100～3000個/mm²のはんいにあり、0℃のHAZ靱性、溶接施工性共に極めて優れている。

* 験でHAZ靱性が40J未満の低い靱性しか示さないか、HAZ部の硬さ／母材の硬さが80%に達しない。8～15は酸化物の組成もしくは酸化物個数が本発明の範囲からはずれたため、HAZ靱性が劣っている。16～19はVを添加していないため、HAZ靱性は良好なものの、HAZ部の硬さ／母材の硬さが80%に達しなかった。

【0064】

【0063】一方、比較例の8～19は、シャルピー試*

【表1】

鋼種	化学成分(mass%)																	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ca	N	Cu	Ni	Nb	Mg	V	Cr	Mo	B	P _{eq}
本発明鋼	1	0.10	0.24	1.32	0.008	0.008	0.023	0.009	0.0011	0.0033	0.20	0.20	0.008	0	0.02	0	0	0.189
	2	0.13	0.21	1.35	0.008	0.003	0.041	0.010	0.0028	0.0025	0.01	0.01	0.013	0	0.02	0	0	0.207
	3	0.11	0.18	1.44	0.009	0.005	0.081	0.015	0.0014	0.0046	0.15	0.14	0.005	0.0016	0.03	0	0	0.201
	4	0.12	0.25	1.30	0.007	0.003	0.015	0.014	0.0006	0.0031	0.15	0.19	0.008	0	0.04	0	0	0.208
	5	0.12	0.28	1.12	0.007	0.002	0.080	0.015	0.0005	0.0038	0.15	0.20	0.02	0	0.02	0.25	0	0.209
	6	0.12	0.31	1.33	0.01	0.004	0.089	0.011	0.0023	0.0040	0.14	0.17	0.025	0	0.02	0	0.13	0.209
	7	0.10	0.15	1.37	0.006	0.004	0.006	0.010	0.0015	0.0036	0.01	0.01	0.009	0	0.02	0	0.0009	0.181
比較鋼	8	0.11	0.20	1.35	0.006	0.005	0.020	0.009	0	0.0035	0.29	0.30	0.025	0	0.04	0	0	0.208
	9	0.10	0.19	1.45	0.006	0.003	0.021	0.011	0.0004	0.0034	0.30	0.30	0.008	0	0.02	0	0	0.201
	10	0.11	0.24	1.38	0.007	0.008	0.080	0.010	0.0009	0.0037	0.15	0.25	0.009	0	0.02	0	0	0.201
	11	0.10	0.23	1.55	0.008	0.005	0.021	0.012	0.0022	0.0032	0.20	0.25	0.013	0.0011	0.02	0	0	0.201
	12	0.09	0.28	1.45	0.008	0.008	0.020	0.011	0.0024	0.0035	0.32	0.30	0.028	0	0.05	0	0	0.197
	13	0.11	0.21	1.27	0.007	0.003	0.008	0.009	0.0009	0.0030	0.14	0.18	0	0	0.03	0	0	0.193
	14	0.10	0.24	1.45	0.005	0.0005	0.016	0.007	0.0013	0.0028	0.25	0.26	0.021	0	0.05	0	0	0.202
	15	0.11	0.16	1.62	0.005	0.002	0.013	0.015	0.0015	0.0032	0.10	0.18	0.048	0	0.02	0	0	0.206
	16	0.10	0.24	1.32	0.006	0.003	0.023	0.009	0.0011	0.0033	0.50	0.50	0.006	0	0	0	0	0.207
	17	0.10	0.21	1.46	0.008	0.008	0.041	0.010	0.0028	0.0025	0.42	0.45	0.013	0	0	0	0	0.209
	18	0.11	0.27	1.38	0.006	0.002	0.009	0.012	0.0020	0.0029	0.10	0.14	0.031	0	0	0	0	0.195
	19	0.12	0.18	1.44	0.009	0.005	0.031	0.015	0.0014	0.0046	0.15	0.14	0.005	0.0016	0	0	0	0.208

【0065】

※ ※【表2】

鋼種		酸化物組成				粒子径 0.005～2.0 μm の酸化物、硫化物個数 (個/mm ²)	粒子径 0.1～2.0 μm の酸化物、硫化物個数 (個/mm ²)	硬さ			HAZ 靱性 vE-40 (J)
		Ca (%)	Mg (%)	Al (%)	S (%)			母材 (Hv)	熱影響部 (Hv)	比 (%)	
本発明鋼	1	40	0	55	0	140	55	213	189	89	55
	2	36	0	51	6	520	257	220	186	85	81
	3	28	5	60	4	960	461	215	176	82	90
	4	7	0	75	10	1480	671	223	201	90	98
	5	23	0	70	0	410	95	208	168	81	78
	6	25	0	65	5	210	88	221	195	88	67
	7	45	0	52	0	2590	1320	217	188	87	80
比較鋼	8	0	0	90	0	0	65	206	174	84	82
	9	4	0	90	5	40	24	211	171	81	19
	10	30	5	60	0	50	38	209	169	81	28
	11	40	5	51	0	60	39	225	208	92	23
	12	40	0	29	26	10	9	216	203	94	16
	13	31	0	50	13	0	16	203	196	97	37
	14	41	0	57	0	70	62	208	182	88	29
	15	52	0	3	32	30	21	209	169	81	18
	16	36	0	58	0	140	55	210	160	76	53
	17	36	0	60	0	520	257	214	154	72	89
	18	43	0	51	2	500	233	206	149	72	83
	19	31	5	60	4	960	461	222	178	78	85

【0066】

★ 対しても優れた溶接継手靱性を有するYR≤80%、T

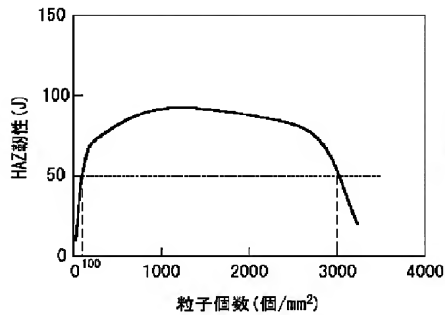
【発明の効果】本発明は、大入熱溶接、超大入熱溶接に★50 S≥590MPaの鋼板を提供でき、大型建築構造物等

を溶接によって製造することが要求される産業分野にもたらず効果は極めて大きく、さらに構造物の安全性の意味から社会に対する貢献も非常に大きい。

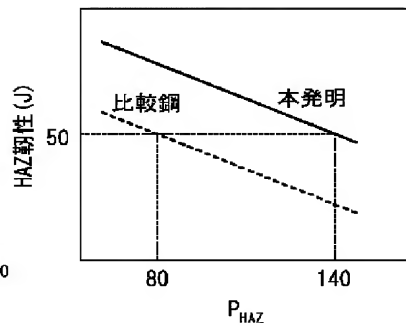
【図面の簡単な説明】

【図1】鋼中の酸化物粒子の個数とHAZ靱性との関係

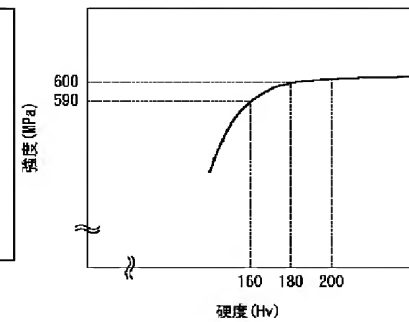
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 秦 知彦
大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

(72)発明者 千葉 幸弘
大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内